

MANUFACTURE OF ALUMINUM ALLOY SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY

Patent number: JP4214845
Publication date: 1992-08-05
Inventor: INABA TAKASHI; others: 03
Applicant: KOBE STEEL LTD
Classification:
- International: C22F1/04; C22F1/047
- european:
Application number: JP19900410755 19901214
Priority number(s):

Abstract of JP4214845

PURPOSE: To manufacture an Al alloy sheet excellent in formability by subjecting the ingot of an Al alloy having a specified compsn. in which each content of Fe, Mn, Zn and Cu is prescribed to homogenizing heat treatment, tandem rolling, continuous annealing and cold rolling in succession under specified conditions.

CONSTITUTION: The ingot of an Al alloy constituted of, by weight, 0.5 to 1.2% Mn, 0.5 to 1.2% Mg, 0.4 to 0.7% Fe, 0.2 to 0.5% Si, 0.05 to 0.5% Cu and 0.05 to 1.0% Zn, satisfying 0.7 to 1.0 Fe+Si and 1.25 to 2.0 Fe/Si and the balance inevitable impurities is subjected to homogenizing heat treatment at 560 to 600 deg.C for ≥ 1 hr. Next, this ingot is subjected to tandem rolling in such a manner that 550 to 450 deg.C hot rolling starting temp., 450 to 380 deg.C inlet side temp. of finish hot rolling, $\geq 90\%$ draft and ≥ 330 deg.C outlet side temp. are satisfied. It is recrystallized and refined at the time of coiling, is immediately held to 400 to 600 deg.C sheet temp. for ≤ 10 min at ≥ 100 deg.C/min heating and cooling rate, is subjected to continuous annealing to ≤ 150 deg.C sheet temp. and is cold-rolled at 80% draft.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

esp@cenet Family list view

Page 1 of 1

Family list**3** family member for:**JP4214845**

Derived from 1 application.

1 MANUFACTURE OF ALUMINUM ALLOY SHEET EXCELLENT IN FORMABILITYPublication Info: **JP2000819C C** - 1995-12-20**JP4214845 A** - 1992-08-05**JP7017989B B** - 1995-03-01

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平4-214845

(43) 公開日 平成4年(1992)8月5日

(51) Int. Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 F 1/04	C	9157-4K		
1/047		9157-4K		

審査請求 未請求 請求項の数1(全 6 頁)

(21) 出願番号	特願平2-410755	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成2年(1990)12月14日	(72) 発明者	稲葉 隆 栃木県河内郡南河内町茶師寺3260
		(72) 発明者	山村浩司 栃木県真岡市大谷台町8大谷台神鋼寮
		(72) 発明者	高橋 徹 栃木県真岡市高勢町3丁目122番地
		(72) 発明者	鶴田淳人 栃木県真岡市大谷台町8大谷台神鋼寮
		(74) 代理人	弁理士 中村 尚

(54) 【発明の名称】 成形性に優れたアルミ合金板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 缶全体の薄肉化を可能とする高強度高成形性のアルミ合金板質板を得る。

【構成】 Mn: 0.5~1.2%, Mg: 0.5~1.2%, Fe: 0.4~0.7%, Si: 0.2~0.5%, Cu: 0.05~0.5%及びZn: 0.05~1.0%を含有し、かつ、FeとSiとは、Fe+Si=0.7~1.0%、Fe/Si=1.25~2.0の関係を満足し、残部がAlと不可避的不純物からなるアルミ合金鋳塊に560~600℃の温度で1時間以上の均質化熱処理を施した後、熱間圧延開始温度を550~450℃、仕上げ熱間圧延での入側温度を450~380℃にてタンデム圧延し、この時の圧下率を90%以上、出側温度を330℃以上としてコイル巻き上げ時に再結晶させ微細化し、その後又は放冷後、加熱冷却速度100℃/min以上、板温度400~600℃に10分以内の保持、更に冷却に関しては板温度が150℃以下になる条件の連続焼鈍を施した後、冷間圧延率80%以上の冷間圧延を行うことを特徴とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で(以下、同じ)、Mn:0.5~1.2%、Mg:0.5~1.2%、Fe:0.4~0.7%、Si:0.2~0.5%、Cu:0.05~0.5%及びZn:0.05~1.0%を含有し、かつ、FeとSiとは、 $Fe+Si=0.7\sim1.0\%$ 、 $Fe/Si=1.25\sim2.0$ の関係を満足し、残部がAlと不可避免的不純物からなるアルミ合金錠塊に560~600℃の温度で1時間以上の均質化熱処理を施した後、熱間圧延開始温度を550~450℃、仕上げ熱間圧延での入側温度を450~380℃にてタンデム圧延し、この時の圧下率を90%以上、出側温度を330℃以上としてコイル巻き上げ時に再結晶させ微細化し、その直後又は放冷後、加熱冷却速度100℃/min以上、板温度400~600℃に10分以内の保持、更に冷却に関しては板温度が150℃以下になる条件の連続焼鈍を施した後、冷間圧延率80%以上の冷間圧延を行うことを特徴とする成形性に優れたアルミ合*

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
実用合金	0.15	0.40	0.15	1.1	1.2	0.02
JIS3004	<0.30	<0.7	<0.25	1.0/1.5	0.8/1.3	<0.25

のとおりであり、極く限られた成分内で調整されている。

【0003】近年、競合容器のスチール缶との間で、缶の軽量化が活発に行われている。したがって、缶の軽量化として、材料には高強度高成形性化及び低耳化の要望が強くなっている。このため、本発明者らは、先に析出硬化型の高強度材(特公昭61-7465号他)、更にネック・フランジ成形性を向上させた高強度材(特願平1-226746号)、これにしごき加工性を向上させた高強度材(特願平2-267467号)を開発している。しかしながら、素材の薄肉化に伴いしごき加工前のカップの性能が重要視されてきた。すなわち、絞り成形後に観察される側壁のリューダースマーク及びカップコーナ一部のくびれの点である。

【0004】具体的には、以下の問題がある。

(1)素材の薄肉化は絞り加工時に板面により大きなシワ押さえ力を必要とし、これにより、カップ側壁にリューダースマークの発生を促す。これは、しごき加工時に缶胴割れ及び缶表面の欠陥を招く。

(2)同じく素材の薄肉化は絞り加工時にカップコーナにくびれ発生を促し、これは、しごき加工時にピンホール及び缶胴割れの発生を招く。

【0005】一方、缶体用材料の製造方法は、前述の3004合金の錠塊に均質化熱処理、熱間圧延、冷間圧延及び中間焼鈍を組み合わせて施す方法であり、焼鈍方法については、高強度化及び生産性の向上を目的として、例えば、特公昭61-7465号、同62-37705号、同62-6740号、同62-13421号等が提案されている。しかし、素材の薄肉化に伴いしごき加工

* 金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明はアルミニウム合金硬質板に関し、更に詳しくは、飲料缶胴材として、しごき加工性、塗装印刷(ベーキング)後の成形(ネック・フランジ)性に優れ、かつしごき加工前の絞りカップにおいて側壁のリューダースマーク及びカップコーナ一部のくびれに対して優れた特性を有するアルミ合金板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術及び発明が解決しようとする課題】従来より、ビール及び炭酸飲料用などの飲料缶体には、材料としてはAl-Mn-Mg系の3004合金硬質板が用いられ、実際に使用されている合金は

【表1】

前のカップの性能については満足できるものではない。

【0006】本発明は、上記従来技術の欠点を解消し、缶全体の薄肉化を可能とする高強度高成形性のアルミ合金硬質板が得られる方法を提供することを目的とするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】まず、前記課題に鑑みて、本発明者らは、カップ成形に関して、成分組成、機械的性質、ミクロ組織及び板製造条件とカップ性能(リューダースマーク、くびれ)との関係を詳細に調査した。その結果、カップ性能はいずれにも影響を受けるが、特にミクロ組織に影響を受ける。したがって、ミクロ組織に影響を与える成分組成、製造条件がポイントとなることを確認した。ミクロ組織の微細化は前記課題の発生を抑制し、成分組成では焼鈍時に再結晶の核となるFe、Mn量が重要であり、これは晶出物形成の元素と対応する。またミクロ組織は製造条件に影響を受け、特に熱間圧延時の製造条件をコントロールし、適正な範囲内であれば結晶粒の微細化が可能であることを究明した。

【0008】また、これとは別に、目的である缶軽量化について、特に缶体強度、晶出物及び成形性に対する成分組成及び製造条件の影響を調査し、以下のことが明らかとなった。すなわち、缶側壁の薄肉化には、缶側壁強度の適正化(強度低下)が重要であり、Al-Fe-Mn系の晶出物を比較的大きく、且つ多量に分散させること、更に製品までの冷間圧延率を大きくとることがポイントであり、これが、ベーキング時に缶側壁強度を適正化(低下)させ、缶側壁の薄肉化を可能とする。晶出物のコントロールにはFeとMn量が重要であるが、サイズのコントロ

ールにはSiとZnも重要である。すなわち、FeとMnにより形成される品出物はSi量の増加により α 相を形成(しごき加工性向上)すると共に品出物の巨大化を招く。一方、Zn添加は品出物の微細化(数増加)に効果があり、上記Siとの組み合わせが重要となる。

【0009】以上の知見により、ここに絞りカップ性能も優れた高強度高成形性のアルミ合金硬質板の製造方法を発明したものである。

【0010】すなわち、本発明は、Mn:0.5~1.2%、Mg:0.5~1.2%、Fe:0.4~0.7%、Si:0.2~0.5%、Cu:0.05~0.5%及びZn:0.05~1.0%を含有し、かつ、FeとSiとは、 $Fe+Si=0.7\sim1.0\%$ 、 $Fe/Si=1.25\sim2.0$ の関係を満足し、残部がAlと不可避的不純物からなるアルミ合金錠塊に560~600℃の温度で1時間以上の均質化熱処理を施した後、熱間圧延開始温度を550~450℃、仕上げ熱間圧延での入側温度を450~380℃にてタンデム圧延し、この時の圧下率を90%以上、出側温度を330℃以上としてコイル巻き上げ時に再結晶させ微細化し、その直後又は放冷後、加熱冷却速度100℃/min以上、板温度400~600℃に10分以内の保持、更に冷却に関しては板温度が150℃以下になる条件の連続焼鈍を施した後、冷間圧延率80%以上の冷間圧延を行うことを特徴とする成形性に優れたアルミ合金板の製造方法を要旨とするものである。以下に本発明を更に詳述する。

【0011】

【作用】まず、本発明における化学成分の限定理由は次のとおりである。

Mn:

Mnは強度の向上、Al-Fe-Mn系品出物の適正生成によるしごき加工性の向上、銑削強度の軟化に効果のある元素である。しかし、0.5%未満ではいずれの効果もなく、また1.2%を超えると強度が高くなりすぎて成形性(絞り、しごき、張出し性、フランジ性)の低下を招く。したがって、Mn量は0.5~1.2%の範囲とする。

【0012】

Mg:

Mgは強度向上に効果のある元素であり、特にCuとの組合せにより、ベーキング時にAl-Cu-Mg系析出物による析出硬化を示し、銑削部の高強度化に有効である。しかし、0.5%未満ではその効果は小さく、また1.2%を超えると強度が高くなりすぎて成形性の低下を招く。したがって、Mg量は0.5~1.2%の範囲とする。

【0013】

Fe:

FeはMnとの関係でAl-Fe-Mn系品出物形成によるしごき加工性の向上、品出物形成による銑削強度の軟化

及びAl-Cu-Mg系析出物形成による高強度化に効果がある。しかし、0.4%未満ではいずれの効果もなく、また0.7%を超えると巨大品出物を生成し成形性の低下を促す。したがって、Fe量は0.4~0.7%の範囲とする。

【0014】

Si:

SiはAl-Fe-Mn系の品出物に相変態を生じさせ、いわゆる α 相を形成(硬度向上)して、しごき加工性の向上に効果がある。しかし、0.2%未満ではその効果は少なく、また0.5%を超えると品出物の巨大化及び品出物の全面Si変態により逆にしごき加工性の低下を促す。したがって、Si量は0.2~0.5%の範囲とする。

【0015】

Fe+Si:

Fe+Si量は品出物の量及びサイズの適正化により、しごき加工性の向上に効果がある。しかし、Fe+Si量が0.7%未満では本発明品のしごき加工に対しては不十分であり、また1.0%を超えると品出物の巨大化及び α 相の全面形成により、しごき加工性の低下を促す。したがって、Fe+Si量は0.7~1.0%の範囲とする。

【0016】

Fe/Si:

Fe/Si比は α 相の最適形成によるしごき加工性の向上に効果がある。しかし、Fe/Si比が1.25未満では α 相の形成量が少なく、しごき加工性に対しては不十分である。また、2.0を超えると品出物の全面 α 相化が進み、加工時に割れの起点となる。したがって、Fe/Si比は1.25~2.0の範囲とする。

【0017】

Cu:

CuはMgと同様の効果を示す元素であり、Al-Cu-Mg系析出物による析出硬化を示し、銑削部の高強度化に有効である。しかし、Cu量が0.05%未満ではその効果が少なく、また0.5%を超えると強度が高くなりすぎて成形性の低下を促す。したがって、Cu量は0.05~0.5%の範囲とする。

【0018】

Zn:

Znは品出物の分散を適正にし、絞り、しごき加工性及びフランジ成形性の向上に効果がある。しかし、Zn量が0.05%未満ではその効果が少なく、また1.0%を超えても特に問題はないが、コスト的に不利である。したがって、Zn量は0.05~1.0%の範囲とする。

【0019】次に本発明の製造法について説明する。上記化学成分を有するアルミ合金は常法により溶解、鋳造し、得られた錠塊は熱間圧延前に均質化熱処理が施される。この熱処理は、その後の熱間圧延性の向上、前述の α 相の形成によるしごき加工性の向上及び絞り加工時に

形成される耳抑制に効果がある。しかし、500℃未満ではいずれの効果も小さく、また600℃を超えるとバーニング等による板表面の性能低下を招く。なお、保持時間はなくてもよいが、好ましくは1時間以上である。したがって、均質化熱処理は560～600℃の温度で行う。

【0020】引き続き行われる熱間圧延が本発明のポイントの一つである。すなわち、本発明では熱間上りの状態で結晶粒の微細化を得ることであり、そのためには、熱間圧延終了直後に再結晶していることが必要である。10 仕上げ熱間圧延時の発熱により再結晶させるには圧延時の歪量と仕上がり温度の関係を最適化することが重要であり、本発明では熱間圧延開始温度を550℃～450℃(好ましくは520～480℃、このために2段の均質化熱処理も可)にすると共に、仕上げ熱間圧延前の温度を450～430℃とし、圧下率90%以上のタンデム圧延を施す。これにより、圧延時の歪量及び仕上げ熱間圧延時の発熱を大きくする。この範囲以外の条件では歪量或いは熱間圧延時の発熱が不足し、熱間圧延終了時に再結晶が得られない。また、熱間圧延終了温度が330℃未満ではその前の歪量に関係なく再結晶が得られない。このことより、本発明では熱間圧延条件として開始温度、仕上げ熱間圧延前後の温度及びタンデム圧延での圧下量を規制している。また、銜軽量化に対して材料に要求される特性(強度、耳率)を満足させるためには熱間圧延終了板厚をコントロールすることが重要である。本発明では1.5～2.0mm程度(仕上げ圧延前板厚15～20mm以上、好ましくは18～30mm)が最適である。

【0021】次の連続焼鈍は、熱間圧延直後又は放冷後 30 のいずれかで行われる。前者の方が生産性(冷却される*

*までの時間なし)及び熱エネルギー共に優れる製造方法であり好ましい。連続焼鈍は所謂CALと呼ばれる連続焼鈍炉にて行われ、その条件は強度及び成形性に大きな影響を与える。加熱及び冷却速度が100℃/min未満では強度及び成形性の向上に対する効果が少ない。したがって、加熱及び冷却速度は100℃/min以上の範囲とする。板温度はCu、Mgの強制固溶量に影響し、400℃未満では完了せず、また600℃を超えるとバーニングによる板面不良を招く。したがって、板温度は400～600℃の範囲とする。なお、高強度高成形性の面で好ましくは450～530℃の範囲である。また、保持時間はCu、Mgの強制固溶量に影響し、低温(400℃)であれば10分程度、高温(500℃以上)であれば保持なしでもよく、したがって、保持時間は10分以内とする。更に、冷却に関して150℃以上で冷却が完了するとAl-Cu-Mg系の析出物が生成し、製品板での加工時(ベーキング)に析出硬化が得られない。したがって、冷却に関しては板温度が150℃以下になるようにする。

20 【0022】最後の工程である冷間圧延は、強度及び成形性(缶壁のベーキング軟化)に影響を与え、80%未満では強度及び成形性(ネック・フランジ性)向上の効果が得られない。したがって、最終の冷間圧延率は80%以上とする。

【0023】なお、その後に仕上げ焼鈍を施して、延性向上による高張出し性を確保する工程を行うこともあり、この場合には100～200℃の温度で1時間以上の焼鈍を施す。次に本発明の実施例を示す。

【0024】

【実施例1】

【表2】

アルミニウム合金の化学成分 (wt%)									備 考
No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe+Si	Fe/Si	
1	0.29	0.53	0.15	0.91	0.90	0.20	0.82	1.83	本発明例
2	0.30	0.44	0.16	1.02	1.05	0.21	0.77	1.47	"
3	0.15	0.39	0.15	1.11	1.15	0.02	0.54	2.60	従来例
4	0.34	0.40	0.04	1.05	1.05	0.01	0.74	1.18	比較例
5	0.36	0.71	0.15	1.28	1.25	0.03	1.07	1.97	"

(注) Fe/Siは比率である。

に示すアルミ合金に585℃×4hrの均質化熱処理を施し、熱間圧延前に放冷して510℃とした後、熱間圧延を実施した。仕上げ熱間圧延(4タンデム)では入側温度を400℃とし、2.5mmから2.0mm(出側温度350℃)まで行い、直ちに加熱冷却速度が350℃/min、板温度が500℃、焼鈍終了温度が80℃となる連続焼鈍を実施した。その後、冷間圧延にて0.3mmの板製品とした。表3に板製品における材料特性を示す。

【0025】供試材は、いずれも本発明の製造工程であるため、結晶粒は微細である。その中で、本発明例のNo. 1とNo. 2は適正な機械的性質と晶出物分布を有し、

40 いずれの成形性にも優れている。しかし、従来例No. 3は、Znの添加がなく、ネック・フランジ性にやや劣っている。また比較例No. 4 Cu量不足によりベークハードが得られず、銜強度不足である。更に比較例No. 5はFe、Mn、Mg量が多く、強度が高すぎることで成形性に劣っている。

【0026】なお、製品板の成形性は以下の方法により評価した。カップの性能(リューダース、くびれ)については、クランクプレスを用いて87mmφの絞りカップ(絞り比1.72)にて評価し、限界絞り比(LDR)については、エリクセン試験機を使用してブランク径を変更

し、成形できる絞り比(blank径/ポンチ径)にて求めた。なお、ポンチ径は3.3mmφ、潤滑油はダイドローN、シワ押さえ力500kgfである。更に、限界しごき加工率(LIR)はblank径150mmφを87mmφのポンチ径にて製作した絞りカップに、実機レベルのD1加工機を用いて、通常3伸でしごき加工するところを2伸で行い、そのしごきダイスの径を変化させ、成形できる加工率(1伸と2伸の肉厚変化)にて求めた。なお、缶サイズは350ccであり、水溶性潤滑油を使用した。

【0027】また、得られたD1缶(66mmφ×122mm×10

*mm)に200℃のベーキングを施し、4段のネック加工を実施した。加工配分は径で2mm/段である。ネック性は4段ネックができた成功率にて評価した。更に、交角90度のポンチにて穴拡げを実施し、フランジ率12%(フランジ径65mmφ、ネック径58mmφ)における成功率にてフランジ性を評価した。

【0028】更に、缶強度である耐圧、座屈強度は窒素封入及び軸圧縮にて求めた。以上の成形性等の評価結果は

【表3】

No.	元板の機械的性質			ベーキング後の機械的性質			耳率 (%)	備考
	TS (kgf/mm ²)	YS (kgf/mm ²)	EL (%)	TS (kgf/mm ²)	YS (kgf/mm ²)	EL (%)		
1	30.5	29.5	4.0	31.0	28.5	5.6	1.2	本発明例
2	30.8	29.6	4.2	31.1	28.6	5.5	1.0	"
3	31.5	30.8	3.5	32.0	29.5	5.0	1.5	従来例
4	30.2	29.0	4.2	29.1	25.6	5.7	1.1	比較例
5	33.2	32.0	3.9	35.0	30.6	5.1	1.4	"

(注) ベーキング条件: 200℃×20min

に示すとおりであり、本発明例はいずれも比較例よりもカップ性能に優れている。

※【実施例2】表1中の合金No.1用いて、
【表4】

【0029】

※

No.	元板での成形性				元板での機械的性質				備考
	リューダース	カップクビレ	LDR	LIR (%)	ネック性 (%)	フランジ性 (%)	耐圧強度 (kgf/mm ²)	座屈強度 (kgf)	
1	4	4	1.97	53.0	98	86	6.7	185	本発明例
2	4	4	1.97	53.0	98	88	6.7	188	"
3	3	3	1.79	50.5	86	74	7.0	195	比較例
4	4	4	1.97	53.0	98	87	6.0	160	"
5	3	3	1.72	49.5	49	40	7.4	200	"

(注) リューダース、クビレの評価: 1(劣)←→5(優)

の条件にて熱間圧延及び焼鈍を実施し、その後0.4mm
まで冷間圧延し、製品板とした。

★【表5】

★

No.	熱間圧延条件				焼鈍条件			備考
	加熱温度 (℃)	開始温度 (℃)	終了温度 (℃)	圧下率 (%)	板厚 (mm)	加熱冷却速度 (℃/分)	板温度 (℃)	
A	585	510	350	92.0	2.0	350	500	本発明例
B	585	570	350	92.0	2.0	350	500	比較例
C	585	510	320	92.0	2.0	350	500	
D	585	510	350	85.0	2.0	350	500	
E	585	510	350	92.0	2.0	350	350	
F	585	510	350	92.0	2.0	40/h	500	

に結晶粒、強度及び成形性(カップの性能)を示す。なお、仕上げ熱間圧延の入り側温度は400℃である。

【0030】これより、本発明範囲内の工程Aによれば結晶粒微細化によりカップ性能に優れ、かつ高強度であることがわかる。しかし、その他の工程では結晶粒の微細化ができず、又は高強度が得られず、満足できるものではない。

【0031】

【実施例3】表1中の合金No.1について、表3中の工程Aにおける仕上げ熱間圧延時の入り側温度を変化させ、他は同じ条件で製品板を得た。入り側温度は350℃、400℃及び470℃の3種類であり、350℃のものについては熱間圧延時のクーラントを減少させても出側温度は320℃であり、熱延後に再結晶が得られなかつ

た。また、470℃のものについては熱間圧延中のスタンド間(タンデム)にて再結晶が生じ、コイル巻き上げ時に結晶粒の微細化(50 μm)ができなかった。これにより、入り側温度は本発明範囲にコントロールする必要があることが確認された。

【0032】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば、

得られるアルミ合金硬質板はカップの性能に優れ、かつ高強度高成形性を有するので、近年の軽量化の要望に充分応えられるものである。また、これによりアルミ缶の普及を促進し、リサイクル向上による資源の有効活用につながる。

【表6】

No.	結晶粒		元板の強度		ベーキング後の強度		リューダース とクビレの 評価	備考
	熱延後	焼鈍後	T.S (kgf/mm^2)	Y.S (kgf/mm^2)	T.S (kgf/mm^2)	Y.S (kgf/mm^2)		
A	再結晶	35 μm	30.5	29.5	31.0	28.5	4	本発明例
B	未再結晶	45 μm	30.4	29.4	30.9	28.4	3	比較例
C	未再結晶	47 μm	30.5	29.4	31.0	28.3	2.5	
D	未再結晶	50 μm	30.2	29.0	30.7	28.0	2.5	
E	再結晶	34 μm	29.5	28.5	28.0	25.7	4	
F	再結晶	35 μm	29.4	28.3	27.8	25.4	4	

(注1) ベーキング条件: 200℃×20min

(注2) リューダース、クビレの評価は表4の脚注に同じ。